

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10306344
PUBLICATION DATE : 17-11-98

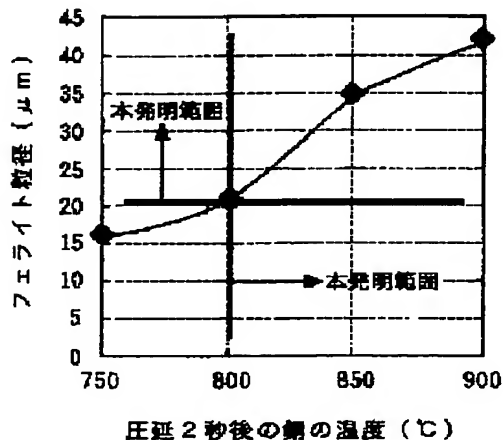
APPLICATION DATE : 28-04-97
APPLICATION NUMBER : 09111541

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : HASEGAWA TOYOFUMI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/00 C21D 9/52
C22C 38/16

TITLE : WIRE ROD AND BAR STEEL FOR
COLD FORGING, EXCELLENT IN CU
AGE HARDENABILITY, AND THEIR
PRODUCTION



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a wire rod and a bar steel for cold forging, capable of effectively utilizing Cu age hardenability even if the application of another solid solution heat treatment causing an increase in cost is omitted in the case of a wire rod and a bar steel steel in which cooling velocity after hot rolling cannot be secured sufficiently, and also to provide an effective method for manufacturing such a wire rod and a bar steel for cold forging.

SOLUTION: This steel is a low carbon steel which has a composition containing, by mass, $\geq 0.1\%$ Mn, $\leq 2.0\%$ (not including 0%) Cu, and $\leq 2.0\%$ (not including 0%) Ni and also has a structure containing ferrite of $\geq 20 \mu\text{m}$ ASTM average grain size by $\geq 50 \text{ area}\%$. After rolling is applied to the steel stock having the above chemical composition, the resultant rolled stock is held at $\geq 800^\circ\text{C}$ for at least 2 sec.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

BEST AVAILABLE COPY

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-306344

(43) 公開日 平成10年(1998)11月17日

(51) Int.Cl.⁶

識別記号

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 Y

C 2 1 D 9/00

C 2 1 D 9/00

B

9/52

1 0 3

9/52

1 0 3 B

C 2 2 C 38/16

C 2 2 C 38/16

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号

特願平9-111541

(22) 出願日

平成9年(1997)4月28日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 阿南 吾郎

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸
製鋼所神戸製鉄所内

(72) 発明者 長谷川 豊文

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸
製鋼所神戸製鉄所内

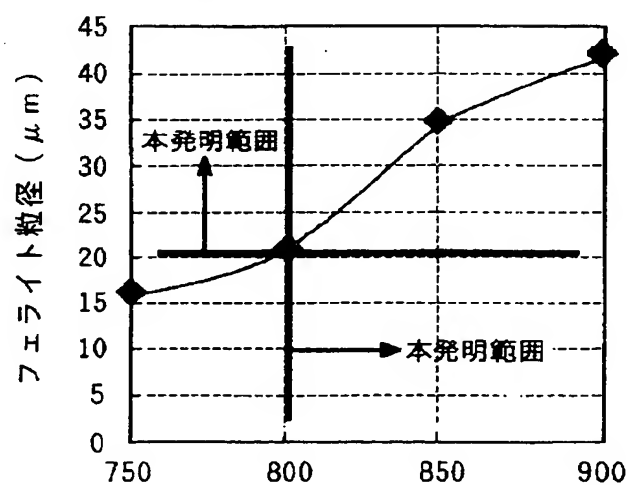
(74) 代理人 弁理士 小谷 悦司 (外2名)

(54) 【発明の名称】 Cu時効硬化性に優れた冷間鍛造用線材・棒鋼およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 熱間圧延後の冷却速度が十分に確保できない線材や棒鋼において、コストアップとなる再固溶処理を行わずとも、Cu時効硬化性を有効に利用することのできる冷間鍛造用線材・棒鋼、およびこのような冷間鍛造用線材・棒鋼を製造する為の有用な方法を提供することにある。

【解決手段】 Mn: 0.1%以上, Cu: 2.0%以下(0%を含まない)およびNi: 2.0%以下(0%を含まない)を夫々含有する低炭素鋼であり、ASTM平均粒径: 20 μ m以上のフェライトを50面積%以上含む組織からなる。また上記の化学成分組成を有する鋼材を用いて圧延を施した後、少なくとも2秒後まで800℃以上の温度に保持する。



圧延2秒後の鋼の温度 (°C)

BEST AVAILABLE COPY

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mn: 0.1%以上(質量%の意味: 以下同じ), Cu: 0.2. 0%以下(0%を含まない)およびNi: 2. 0%以下(0%を含まない)を夫々含有する低炭素鋼であり、ASTM平均粒径: $20\mu\text{m}$ 以上のフェライトを50面積%以上含む組織からなることを特徴とするCu時効硬化性に優れた冷間鍛造用線材・棒鋼。

【請求項2】 請求項1に記載の化学成分組成を有する鋼材を用いて圧延を施した後、少なくとも2秒後までは800℃以上の温度に保持して請求項1に記載の冷間鍛造用線材・棒鋼を製造することを特徴とするCu時効硬化性に優れた冷間鍛造用線材・棒鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、機械構造用自動車部品、特に自動車の足回りやステアリング等に用いられるボルトやナットの部品素材として有用な冷間鍛造用線材・棒鋼、およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の足回りやステアリング等に用いられるボルトやナットの部品素材を製造するに当たっては、従来ではS30C等の中炭素鋼を用い、製品の径に応じて線材や棒鋼とし、これを熱間鍛造し、その後焼入れ・焼戻しにて必要な部品強度を確保していた。しかしながら熱間鍛造では、部品の成形精度が悪くことから、時間のかかる切削加工を行う必要があり、歩留りも悪く、製品コストが上昇するという問題が指摘されていた。

【0003】こうしたことから近年では、上記の様な部品は熱間鍛造によらず、線材や棒鋼から冷間鍛造によって製造されるのが一般的である。そして使用する素材鋼には、Cuによる析出時効硬化性(以下、「Cu時効硬化性」と呼ぶ)を利用して加工時には冷間鍛造が可能な程柔らかく、且つ一旦加工された後にはCu時効硬化性によって所定の部品強度が得られる材料特性が望まれている。

【0004】例えば特公昭51-46732号には、こうした観点から開発された冷間加工用時効硬化性合金が開示されている。しかしながら、この技術では合金成分組成だけを規定するものであり、その組織については何ら規定されておらず、条件によっては線材や棒鋼に製造した際に、圧延までは圧延後の冷却過程でCuが析出してしまい、圧延後にCuを再固溶する為に800℃以上に加熱および急冷する必要が生じ、コスト高になるという問題がある。

【0005】こうした問題を解決するという観点から、例えば特開平3-20406号や同2-197547号には、熱間圧延後低温で巻取ることや、冷却速度を高めることによってCuの析出を抑制する技術が開示されて

いる。しかしながら、こうした技術は熱延鋼板を対象とした場合には有効であるが、熱延鋼板よりも肉厚が大きく冷却速度を熱延鋼板並みに上げることができない線材や棒鋼については有効な方法とは言えない。即ち、線材や棒鋼においては、上記の技術に開示されている程度に冷却速度を上げることが困難であるので、圧延後の冷却過程でCuが析出して硬化してしまい、冷間鍛造時に加工できないという問題が依然として生じる。一方、上記と同様の趣旨から、特開平5-171275号においても、冷却速度を上げることによって、Cuの析出を抑制する技術について開示されているが、この技術で提示されている程度の冷却速度を線材や棒鋼で達成することは困難である。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこの様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、熱間圧延後の冷却速度が十分に確保することができない線材や棒鋼において、コストアップとなる圧延後の再固溶処理を行わずとも、Cu時効硬化性を有効に利用することのできる冷間鍛造用線材・棒鋼、およびこの様な冷間鍛造用線材・棒鋼を製造する為の有用な方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成し得た本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼とは、Mn: 0.1%以上(質量%の意味: 以下同じ), Cu: 0.2. 0%以下(0%を含まない)およびNi: 2. 0%以下(0%を含まない)を夫々含有する低炭素鋼であり、ASTM平均粒径: $20\mu\text{m}$ 以上のフェライトを50面積%以上含む組織からなる点に要旨を有するものである。

【0008】また上記の様な冷間鍛造用線材・棒鋼を製造するには、上記で規定する化学成分組成を有する鋼材を用いて圧延を施した後、少なくとも2秒後までは800℃以上の温度に保持する様にすれば良い。

【0009】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記課題を解決することのできる冷間鍛造用線材・棒鋼を実現するべく、各種の鋼成分およびその組織について検討を重ねた。その結果、圧延後の冷却を一時抑制して圧延後のフェライト組織の粒径を大きくしてやれば、線材や棒鋼においても、圧延後の冷却過程でのCuの析出をほぼ抑えられることを見出し、本発明を完成した。本発明が完成された経緯を説明しつつ本発明の作用について説明する。

【0010】本発明者らは、0.004%C-0.2%Si-1.2%Mn-1.0%Cu-0.7%Ni鋼を用い、圧延後2秒経過時(以下、「圧延2秒後」と呼ぶ)の鋼の温度を制御してフェライトの平均粒径を調整しつつ直径: 18mmの線材を作成した。得られた線材を600℃×30分の条件で時効処理を行い、そのときの時効硬化量を測定した。このとき時効硬化量は、圧延

後(時効処理前)の引張強度と時効処理後の引張強度の差(TS上昇量)によって評価した。

【0011】図1は、圧延2秒後の鋼の温度とフェライトのASTM平均粒径(以下、「フェライト粒径」と呼ぶ)の関係を示したグラフである。また図2は、フェライト粒径とTS上昇量の関係を示したグラフである。尚ASTM平均粒径とは、100倍の写真上で1センチ(25.4mm)平方中の結晶粒1個当たりの平均占有面積の平方根を意味する。

【0012】これらの結果から、圧延2秒後の鋼の温度が高いほどフェライト粒径が大きくなり、またフェライト粒径が大きくなるほどTS上昇量が大きくなっていることがわかる。こうした結果が得られた原因については、次の様に考えることができた。即ち、圧延後の冷却をすぐに開始しないことによって、オーステナイトの回復・再結晶が十分に進行し、変態後の組織が比較的粒径の大きなフェライトを主体とした組織となってCuの析出サイトが激減し、圧延後に徐冷してもCuの析出が抑えられるからと考えられる。

【0013】ところで自動車の足回りやステアリング等の部品として用いる場合には、TS上昇量は $5\text{ kgf} \cdot \text{mm}^2$ 以上必要となるが、その為にはフェライト粒径を $20\mu\text{m}$ 以上とする必要があることがわかる(図2)。尚上記図2の結果から明らかな様に、より十分な強度上昇($7\text{ kgf} \cdot \text{mm}^2$ 以上)を得るという観点からすれば、フェライト粒径を $30\mu\text{m}$ 以上とするのが望ましい。

【0014】また本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼は、上記した効果を得る為には、ASTM平均粒径が $20\mu\text{m}$ 以上のフェライト量(以下、これを「フェライト分率」と呼ぶことがある)が50面積%以上である必要がある。即ち、フェライト分率が50面積%未満になると、それだけパーライトやベイナイト等の組織が増することになって、これらの組織は大変細かく、フェライトよりも多くの析出サイトを有しているので、Cuが析出し易くなって、圧延後の冷却の際にCuの析出時効が進行してしまうことになる。

【0015】本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼を製造するには、化学成分組成を適切に調整した鋼材を用いて圧延を施した後、少なくとも2秒後までは 800°C 以上の温度に保持する様にすれば良い。前述した様に、少なくとも2秒後までの鋼の温度が高い方がフェライト粒径が大きくなり、圧延ままでCuの析出時効が良好に達成される。そして、前記図1から明らかな様に、フェライト粒径を $20\mu\text{m}$ 以上にする為には、上記温度を 800°C 以上にすれば良いことがわかる。

【0016】尚こうした高温保持処理を行った後は、通常の冷却速度で冷却すれば良く、線材・棒鋼工場における実作業における冷却速度は 500°C 以上では1~20 $^\circ\text{C}$ /秒程度、 500°C 未満以上では0.5~15 $^\circ\text{C}$ /秒

程度である。但し、こうした冷却速度が得られにくい(即ち冷却速度が遅い)設備では、フェライト粒径をより大きくする様にその製造条件を調整するのが良い。こうした手段としては、例えば圧延終了温度を高くして圧延後のオーステナイト粒度を大きくする等がある。次に、本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼の化学成分組成について説明する。

【0017】Mn: 0.1%以上

MnはSと結合してMnSを生成し、加工性を良好にするのに有効な元素であり、こうした効果を発揮させる為には、0.1%以上含有させなければならない。しかしながら過剰に添加すると、フェライト粒径が小さくなり易くなって、本発明の効果が得られにくくなるので、3.0%以下とするのが好ましい。尚Mn含有量のより好ましい上限は、2.0%程度である。

【0018】Cu: 2.0%以下(0%を含まない)

上述した様に本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼は、Cuによる析出硬化作用を基本的に利用するものであるが、過剰に添加してもその効果が飽和するので、2.0%以下とする必要がある。またCuによる上記作用を発揮させる為には、0.2%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.5%以上とするのが良い。

【0019】Ni: 2.0%以下(0%を含まない)

NiはCu添加による割れ発生を緩和するのに必要な元素であり、その為にはCuと同量から7割程度含有させるのが良いが、2.0%を超えて過剰に添加しても高価になる。

【0020】本発明で規定する必須構成元素は以上の通りであり、残部は基本的にはFeおよび不可避不純物からなる低炭素鋼であるが、この低炭素鋼のC含有量は下記のように調整することが好ましい。また必要により下記の元素を適量添加しても良いが、これらの元素を添加するときの限定理由は下記の通りである。

【0021】C: 0.0001~0.2%

Cは本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼の靱性を確保する為に有効な元素であり、0.0001%未満では粒界強度が低下して靱性が低下する。しかしながら、C量が過剰になると、上記した製造条件によってもフェライト分率が小さくなり、本発明の効果が発揮されない。また冷間鍛造性も悪くなる。こうした観点から、C含有量は、0.0001~0.2%とするのが好ましく、より好ましい範囲は、0.0001~0.05%程度である。

【0022】Si: 2.0%以下(0%を含まない)および、またはP: 0.1%以下(0%を含まない)

SiおよびPは鋼を高強度化するのに有効な元素である。しかしながら、過剰に含有させると、圧造加重が高くなって冷間鍛造に適さなくなるので、Siで2.0%以下、Pで0.1%以下にするのが良い。

【0023】Cr: 1.0%以下(0%を含まない)、

Nb: 0.05%以下(0%を含まない)、V: 0.5

THIS PAGE BLANK (USPTO)

%以下(0%を含まない)、Ti:0.2%以下(0%を含まない)およびZr:0.2%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される1種以上

これらの元素は、鋼の強度を確保する効果を発揮する。しかしながら、過剰に含有させるとフェライトが細くなり過ぎて、フェライト粒径を20 μ m以上とすることが困難になる。こうした観点から、夫々上記の範囲で含有させるのが良い。

【0024】B:0.0050%以下(0%を含まない)

Bも鋼の強度を確保するのに有効な元素である。しかしながら、過剰に含有させてもその効果が飽和するばかりか、コスト的にも不利になるので、その含有量は0.0050%以下とするのが良い。

【0025】Ca:0.0050%以下(0%を含まない)

Caは鋼の割れ感受性を緩和させる効果を発揮する。しかしながら、過剰に含有させてもその効果が飽和するばかりか、コスト的にも不利になるので、その含有量は0.0050%以下とするのが良い。

【0026】Al:0.2%以下(0%を含まない)

Alは脱酸の為に添加される。しかしながら、過剰に含有させてもその効果が飽和するばかりか、コスト的にも不利になるので、その含有量は0.2%以下とするのが良い。

【0027】N:0.0050%以下(0%を含まない)

Nを添加すると歪時効による強度上昇を同時に得ることから有効な元素である。しかしながら、0.0050%を超えて過剰に含有させると、変形抵抗が高くなって冷間鍛造性が劣化する。

【0028】尚本発明の冷間鍛造用線材・棒鋼においては、良好な冷間鍛造性を発揮させることを趣旨とするものであるが、こうした観点からすれば、不純物としてのSの含有量を0.01%以下に抑制することが好ましい。即ち、Sの含有量が0.01%を超えると、割れが発生し易くなって冷間鍛造に適さなくなる。

【0029】以下本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のもではなく、前・後記の趣旨に徴して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0030】

【実施例】下記表1、2に示す化学成分の供試鋼(N ϕ .1~39)を用い、圧延終了後2秒後の温度を下記表3、4の様に調整しつつ線材や棒鋼を作成した。尚N ϕ .1~35のものは、直径:13~18mmの線材を作成したものであり、N ϕ .36~39のものは、夫々N ϕ .1~4と同じ化学成分の供試鋼を用いて、直径:25mmの棒鋼を作成したものである。

【0031】得られた供試鋼について、40%の冷間鍛造を施した後、300 \times 60分の条件で時効処理を実施し、時効硬化量(TS上昇量)を測定した。これらの結果を、フェライト分率、フェライト粒径、および冷間鍛造性と共に、下記表3、4に示す。尚冷間鍛造性の評価基準は下記の通りである。

〈冷間鍛造性〉

○:割れ限界歪80%未満または変形抵抗75kgf/mm² 超

×:割れ限界歪80%以上および変形抵抗75kgf/mm² 以下

【0032】

【表1】

No.	化 学 成 分 (質量%)								
	C	Mn	Si	P	S	Cu	N	Al	その他
1	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
2	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
3	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
4	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
5	0.10	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
6	0.20	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.03	Ni:0.7
7	0.25	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
8	0.004	1.2	1.0	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
9	0.004	1.2	2.0	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
10	0.004	1.2	2.5	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
11	0.004	2.0	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
12	0.004	2.5	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
13	0.004	0.5	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
14	0.004	0.3	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
15	0.004	1.2	0.2	0.05	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
16	0.004	1.2	0.2	0.07	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
17	0.004	1.2	0.2	0.10	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
18	0.004	1.2	0.2	0.12	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
19	0.004	1.2	0.2	0.02	0.005	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
20	0.004	1.2	0.2	0.02	0.010	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7

【0033】

【表2】

BEST AVAILABLE COPY

THIS PAGE BLANK (USPTO)

No.	化 学 成 分 (質量%)								
	C	Mn	Si	P	S	Cu	N	Al	その他
21	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
22	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.5	0.004	0.02	Ni:0.7
23	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	2.0	0.004	0.02	Ni:0.7
24	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	2.5	0.004	0.02	Ni:0.7
25	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.008	0.02	Ni:0.7
26	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.012	0.02	Ni:0.7
27	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.01
28	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, Cr:0.5
29	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, Nb:0.02
30	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, V:0.1
31	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, Ti:0.04
32	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, Zr:0.02
33	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, Ca:0.001
34	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7, B:0.001
35	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.07	Ni:0.7
36	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
37	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
38	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7
39	0.004	1.2	0.2	0.02	0.007	1.0	0.004	0.02	Ni:0.7

【0034】

【表3】

No.	圧延2秒後の 温度 (°C)	フェライト粒 径 (μm)	フェライト 分率 (%)	冷間鍛 造性	時効後のT S上昇 量 (kgf/mm ²)	備考
1	900	41	100	○	11	実施例
2	850	34	100	○	10	実施例
3	800	21	100	○	5	実施例
4	750	16	100	○	2	比較例
5	850	31	80	○	7	実施例
6	850	24	50	○	5	実施例
7	850	21	30	×	2	比較例
8	850	34	100	○	10	実施例
9	850	41	100	○	11	比較例
10	850	40	100	×	11	実施例
11	850	31	100	○	5	比較例
12	850	15	100	○	2	実施例
13	850	35	100	○	11	実施例
14	850	34	100	○	11	実施例
15	850	30	100	○	10	実施例
16	850	28	100	○	5	実施例
17	850	22	100	○	4	実施例
18	850	15	100	×	2	比較例
19	850	32	100	○	10	実施例
20	850	33	100	○	9	実施例

【0035】

【表4】

BEST AVAILABLE COPY

No.	圧延2秒後の温度 (°C)	フェライト粒径 (μm)	フェライト分率 (%)	冷間鍛造性	時効後のTS上昇量 (kgf/mm ²)	備考
21	850	32	100	×	10	比較例
22	850	25	100	○	13	実施例
23	850	22	100	○	14	実施例
24	850	15	100	○	13	比較例
25	850	30	100	○	10	実施例
26	850	33	100	○	10	実施例
27	850	30	100	○	11	実施例
28	850	33	100	○	11	実施例
29	850	36	100	○	8	実施例
30	850	25	100	○	8	実施例
31	850	20	100	○	8	実施例
32	850	27	100	○	8	実施例
33	850	33	100	○	10	実施例
34	850	34	100	○	9	実施例
35	850	32	100	○	11	実施例
36	900	40	100	○	11	実施例
37	850	33	100	○	10	実施例
38	800	20	100	○	5	実施例
39	750	16	100	○	2	比較例

【0036】これらの結果から明らかな様に、本発明で規定する要件を満足する実施例のものは、TS上昇量が 5 kgf/mm^2 以上確保できることがわかる。これに対し、本発明で規定する要件のいずれかを満足しない比較例のものでは、(1) TS上昇量を 5 kgf/mm^2 以上確保できない、(2) 冷間鍛造性が十分でない、の少なくともいずれかに該当する特性しか得られていない。

【0037】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、熱

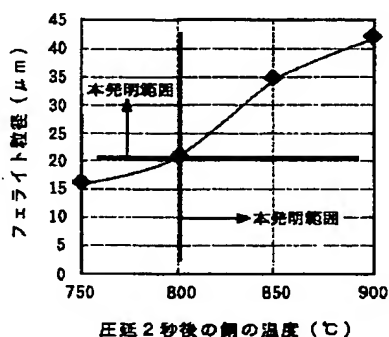
間圧延後の冷却速度が十分に確保することができない線材や棒鋼において、コストアップとなる圧延後の再固溶処理を行わずとも、Cu析出硬化性を有効に利用することのできる冷間鍛造用線材・棒鋼が得られた。

【図面の簡単な説明】

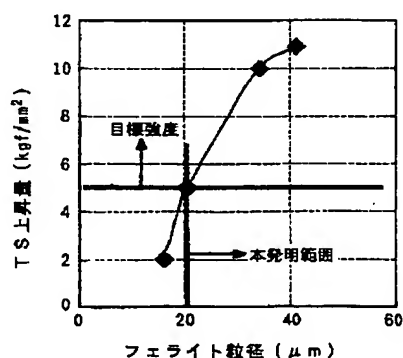
【図1】圧延2秒後の鋼の温度とフェライトのASTM平均粒径との関係を示したグラフである。

【図2】フェライト粒径とTS上昇量の関係を示したグラフである。

【図1】



【図2】



BEST AVAILABLE COPY